

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 11189839
 PUBLICATION DATE : 13-07-99

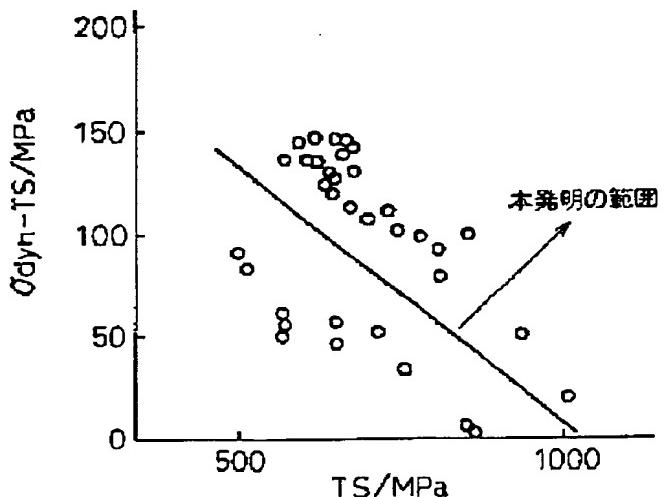
APPLICATION DATE : 26-12-97
 APPLICATION NUMBER : 09360127

APPLICANT : NIPPON STEEL CORP;

INVENTOR : UENISHI AKIHIRO;

INT.CL. : C22C 38/00 C21D 9/46 C22C 38/58

TITLE : HIGH STRENGTH STEEL PLATE WITH
 HIGH DYNAMIC DEFORMATION
 RESISTANCE, AND ITS PRODUCTION



ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a high strength steel plate exhibiting high impact energy absorptivity at the time of collision of a front side member, etc., and its production.

SOLUTION: In the high strength steel plate having high dynamic deformation resistance, the steel plate as a final product has a structure composed of a microstructure which contains ferrite and bainite and where either of them is used as a principal phase and they form a conjugated structure together with a third phase containing retained austenite by 3-50% by volume fraction. Further, in this steel plate, the average value $\bar{\sigma}_{dyn}$ (Mpa) of deformation stress at 3-10% equivalent strain at the time when predeformation of >0-10% equivalent strain is applied and then deformation is applied at 5×10^2 to 5×10^3 (1/s) strain rate satisfies inequality $\bar{\sigma}_{dyn} \geq 0.766 \times TS + 250$ represented by the maximum stress TS (MPa) at the static tensile test measured at 5×10^{-4} to 5×10^{-3} (1/s) strain rate before predeformation is applied. Moreover, work hardening exponent at 1-5% strain is regulated to ≥ 0.080 .

COPYRIGHT: (C)1999,JPO

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-189839

(43) 公開日 平成11年(1999)7月13日

(51) Int.Cl.⁶
C 22 C 38/00
C 21 D 9/46
C 22 C 38/58

識別記号
301

F I
C 22 C 38/00
C 21 D 9/46
C 22 C 38/58

301 A
T

審査請求 未請求 請求項の数14 OL (全21頁)

(21) 出願番号 特願平9-360127

(22) 出願日 平成9年(1997)12月26日

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 河野 治

大分県大分市大字西ノ洲1番地 新日本製鐵株式会社大分製鐵所内

(72) 発明者 高橋 学

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(72) 発明者 上西 朗弘

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

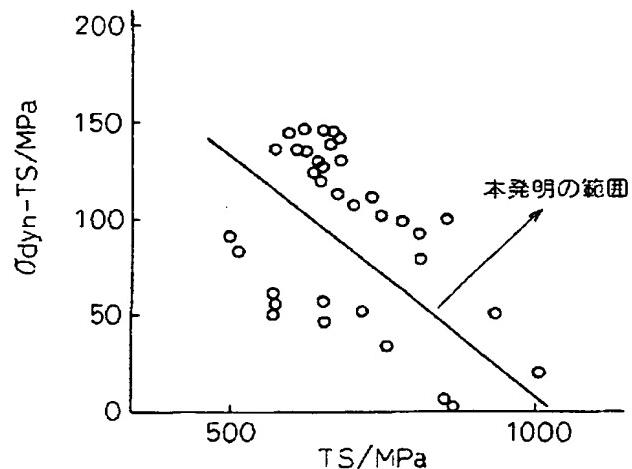
(74) 代理人 弁理士 石田 敏 (外3名)

(54) 【発明の名称】 高い動的変形抵抗を有する高強度鋼板とその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 本発明は、フロントサイドメンバー等の衝突時に高い衝撃エネルギー吸収能を示す高強度鋼板とその製造方法を提供することを目的とする。

【解決手段】 最終的に得られる鋼板のミクロ組織がフェライト、ペイナイトを含み、このいずれかを主相とし、体積分率で3～50%の残留オーステナイトを含む第3相との複合組織であり、かつ相当歪みで0%超10%以下の予変形を与えた後、 $5 \times 10^{-3} \sim 5 \times 10^{-2}$ ($1/s$) の歪み速度範囲で変形した時の3～10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値 σ_{dyn-TS} (MPa) が予変形を与える前の $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3}$ ($1/s$) の歪み速度範囲で測定された静的な引張り試験における最大応力 TS (MPa) によって表現される式 $\sigma_{dyn-TS} \geq 0.766 \times TS + 250$ を満足し、かつ歪み1～5%の加工硬化指数が0.080以上を満足する高い動的変形抵抗を有する高強度鋼板である。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 最終的に得られる鋼板のミクロ組織がフェライトおよび／またはベイナイトを含み、このいずれかを主相とし、体積分率で3～50%の残留オーステナイトを含む第3相との複合組織であり、かつ相当歪みで0%超10%以下の予変形を与えた後、 $5 \times 10^2 \sim 5 \times 10^3$ (1/s) の歪み速度範囲で変形した時の3～10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値 σ_{dyn} (MPa)が予変形を与える前の $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3}$ (1/s) の歪み速度範囲で測定された静的な引張り試験における最大応力TS (MPa)によって表現される式 $\sigma_{dyn} \geq 0.766 \times TS + 250$ を満足し、かつ歪み1～5%の加工硬化指数が0.080以上を満足することを特徴とする高い動的変形抵抗を有する高強度鋼板。

【請求項2】 更に、降伏強さ×歪み1～5%の加工硬化指数の値が4.0以上を満足することを特徴とする請求項1記載の高い動的変形抵抗を有する高強度鋼板。

【請求項3】 最終的に得られる鋼板のミクロ組織がフェライトおよび／またはベイナイトを含み、このいずれかを主相とし、体積分率で3～50%の残留オーステナイトを含む第3相との複合組織であり、かつ相当歪みで0%超10%以下の予変形を与えた後、 $5 \times 10^2 \sim 5 \times 10^3$ (1/s) の歪み速度範囲で変形した時の3～10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値 σ_{dyn} (MPa)が予変形を与える前の $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3}$ (1/s) の歪み速度範囲で測定された静的な引張り試験における最大応力TS (MPa)によって表現される式 $\sigma_{dyn} \geq 0.766 \times TS + 250$ を満足し、かつ、前記残留オーステナイト中の固溶[C]と鋼材の平均Mn等量(Mn_eq=Mn+(Ni+Cr+Cu+Mo)/2)によって決まる値(M)が、 $M = 678 - 428 \times [C] - 33Mn_{eq}$ が7.0以上25.0以下であり、更に、予変形を与える前の残留オーステナイト体積分率と相当歪みで5%の予変形を与えた後の残留オーステナイト体積分率の差が予変形を与える前の残留オーステナイト体積分率の30%以上であり、かつ歪み1～5%の加工硬化指数が0.080以上を満足することを特徴とする高い動的変形抵抗を有する高強度鋼板。

【請求項4】 前記残留オーステナイトの平均結晶粒径が $5 \mu\text{m}$ 以下であり、かつ前記残留オーステナイトの平均結晶粒径と、主相であるフェライトもしくはベイナイトの平均結晶粒径の比が、0.6以下で、主相の平均粒径が $10 \mu\text{m}$ 以下、好ましくは $5 \mu\text{m}$ 以下であることを特徴とする請求項1～3の何れか1項に記載の高い動的変形抵抗を有する高強度鋼板。

【請求項5】 マルテンサイトの体積分率が3～30%、前記マルテンサイトの平均結晶粒径が $10 \mu\text{m}$ 以下、好ましくは $5 \mu\text{m}$ 以下であることを特徴とする請求項1～4の何れか1項に記載の高い動的変形抵抗を有する高強度鋼板。

【請求項6】 前記フェライトの体積分率が40%以上であることを特徴とする請求項1～5の何れか1項に記載の高い動的変形抵抗を有する高強度鋼板。

【請求項7】 降伏強さ×全伸びの値が20,000以上であることを特徴とする請求項1～6の何れか1項に記載の高い動的変形抵抗を有する高強度鋼板。

【請求項8】 前記鋼板が、重量%で、C:0.03%以上0.3%以下、SiとAlの一方または双方を合計で0.5%以上3.0%以下、必要に応じてMn, Ni, Cr, Cu, Moの1種または2種以上を合計で0.5%以上3.5%以下含み、残部がFeを主成分とすることを特徴とする請求項1～7の何れか1項に記載の高い動的変形抵抗を有する高強度鋼板。

【請求項9】 前記鋼板が、更に必要に応じて、重量%で、Nb, Ti, V, PまたはBの1種または2種以上を、Nb, Ti, Vにおいては、それらの1種または2種以上を合計で0.3%以下、Pにおいては0.3%以下、Bにおいては0.01%以下を含有することを特徴とする請求項8記載の高い動的変形抵抗を有する高強度鋼板。

【請求項10】 前記鋼板が、更に必要に応じて、重量%で、Ca:0.0005%以上0.01%以下、REM:0.005以上0.05%以下を含有することを特徴とする請求項8または9記載の高い動的変形抵抗を有する高強度鋼板。

【請求項11】 重量%で、C:0.03%以上0.3%以下、SiとAlの一方または双方を合計で0.5%以上3.0%以下、必要に応じてMn, Ni, Cr, Cu, Moの1種または2種以上を合計で0.5%以上3.5%以下含み、更に必要に応じてNb, Ti, V, P, B, Ca, REMの1種または2種以上を、Nb, Ti, Vにおいては、それらの1種または2種以上を合計で0.3%以下、Pにおいては0.3%以下、Bにおいては0.01%以下、Caにおいては0.0005%以上0.01%以下、REM:0.005以上0.05%以下を含有し、残部がFeを主成分とする連続鍛造スラブを、鍛造まで熱延工程へ直送し、もしくは一旦冷却した後に再度加熱した後、熱延し、Ar₃-50°C～Ar₃+120°Cの温度の仕上げ温度で熱延を終了し、熱延に引き継ぐ冷却過程での平均冷却速度を5°C/s以上で冷却後、500°C以下の温度で巻き取ることを特徴とする熱延鋼板のミクロ組織がフェライトおよび／またはベイナイトを含み、このいずれかを主相とし、体積分率で3～50%の残留オーステナイトを含む第3相との複合組織であり、かつ相当歪みで0%超10%以下の予変形を与えた後、 $5 \times 10^2 \sim 5 \times 10^3$ (1/s) の歪み速度範囲で変形した時の3～10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値 σ_{dyn} (MPa)が予変形を与える前の $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3}$ (1/s) の歪み速度

範囲で測定された静的な引張り試験における最大応力 T_S (MPa) によって表現される式 $\sigma_{dyn} \geq 0.766 \times T_S + 250$ を満足し、かつ歪み $1\sim5\%$ の加工硬化指数が 0.080 以上を満足する高い動的変形抵抗を有する高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項12】 前記熱延の仕上げ温度が $A_{r_0} - 50^{\circ}\text{C}$ $\sim A_{r_0} + 120^{\circ}\text{C}$ の温度範囲において、メタラジーパラメーター : A が、(1) 式および(2)式を満たすような熱間圧延を行い、その後、ランアウトテーブルにおける平均冷却速度を $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上とし、更に前記メタラジーパラメーター : A と巻き取り温度 (CT) との関係が(3)式を満たすような条件で巻き取ることを特徴とする請求項11記載の高い動的変形抵抗を有する高強度熱延鋼板の製造方法。

$$9 \leq \log A \leq 18 \quad \dots \dots \dots \quad (1)$$

$$\Delta T \geq 21 \times \log A - 178 \quad \dots \quad (2)$$

$$CT \leq 6 \times \log A + 312 \quad \dots \quad (3)$$

【請求項13】 重量%で、C : 0.03% 以上 0.3% 以下、Si と Al の一方または双方を合計で 0.5% 以上 3.0% 以下、必要に応じて Mn, Ni, Cr, Cu, Mo の 1 種または 2 種以上を合計で 0.5% 以上 3.5% 以下含み、更に必要に応じて Nb, Ti, V, P, B, Ca, REM の 1 種または 2 種以上を、Nb, Ti, V においては、それらの 1 種または 2 種以上を合計で 0.3% 以下、P においては 0.3% 以下、B においては 0.01% 以下、Ca においては 0.0005% 以上 0.01% 以下、REM : 0.005 以上 0.05% 以下を含有し、残部が Fe を主成分とする連続鋳造スラブを、鋳造まで熱延工程へ直送し、もしくは一旦冷却した後に再度加熱した後、熱延し、熱延後巻き取った熱延鋼板を酸洗後冷延し、連続焼鈍工程で焼鈍して最終的な製品とする際に、 $0.1 \times (A_{c_3} - A_{c_1}) + A_{c_1}^{\circ}\text{C}$ 以上 $A_{c_3} + 50^{\circ}\text{C}$ 以下の温度で $10\text{秒} \sim 3\text{分}$ 焼鈍した後に、 $1 \sim 10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の一次冷却速度で $550 \sim 720^{\circ}\text{C}$ の範囲の一次冷却停止温度まで冷却し、引き続いて $10 \sim 200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の二次冷却速度で $150 \sim 450^{\circ}\text{C}$ の二次冷却停止温度まで冷却した後、 $150 \sim 500^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で $15\text{秒} \sim 20\text{分}$ 保持し、室温まで冷却することを特徴とする冷延鋼板のミクロ組織がフェライトおよび/またはベイナイトを含み、このいずれかを主相とし、体積分率で $3\sim50\%$ の残留オーステナイトを含む第3相との複合組織であり、かつ相当歪みで 0% 超 10% の子変形を与えた後、 $5 \times 10^2 \sim 5 \times 10^3$ ($1/\text{s}$) の歪み速度範囲で変形した時の $3\sim10\%$ の相当歪み範囲における変形応力の平均値 σ_{dyn} (MPa) が子変形を与える前の $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3}$ ($1/\text{s}$) の歪み速度範囲で測定された静的な引張り試験における最大応力 T_S (MPa) によって表現される式 $\sigma_{dyn} \geq 0.766 \times T_S + 250$ を満足し、かつ歪み $1\sim5\%$ の加工硬化指数が 0.080 以上を満足することを特徴とする請求項13記載の高い動的変形抵抗を有する高強度熱延鋼板の製造方法。

変形抵抗を有する高強度冷延鋼板の製造方法。

【請求項14】 前記連続焼鈍工程で焼鈍して最終的な製品とする際に、 $0.1 \times (A_{c_3} - A_{c_1}) + A_{c_1}^{\circ}\text{C}$ 以上 $A_{c_3} + 50^{\circ}\text{C}$ 以下の温度で $10\text{秒} \sim 3\text{分}$ 焼鈍した後に、 $1 \sim 10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の一次冷却速度で $550 \sim 720^{\circ}\text{C}$ の範囲の二次冷却開始温度 T_d まで冷却し、引き続いて $10 \sim 200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の二次冷却速度で、鋼材成分と焼鈍温度 T_0 で決まる温度 : $T_{em} - 100^{\circ}\text{C}$ 以上、 T_{em} 以下の二次冷却終了温度 T_e まで冷却した後、 $T_e - 50^{\circ}\text{C}$ 以上 500°C 以下の温度 T_{oa} で $15\text{秒} \sim 20\text{分}$ 保持し、室温まで冷却することを特徴とする冷延鋼板のミクロ組織がフェライトおよび/またはベイナイトを含み、このいずれかを主相とし、体積分率で $3\sim50\%$ の残留オーステナイトを含む第3相との複合組織であり、かつ相当歪みで 0% 超 10% の子変形を与えた後、 $5 \times 10^2 \sim 5 \times 10^3$ ($1/\text{s}$) の歪み速度範囲で変形した時の $3\sim10\%$ の相当歪み範囲における変形応力の平均値 σ_{dyn} (MPa) が子変形を与える前の $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3}$ ($1/\text{s}$) の歪み速度範囲で測定された静的な引張り試験における最大応力 T_S (MPa) によって表現される式 $\sigma_{dyn} \geq 0.766 \times T_S + 250$ を満足し、かつ歪み $1\sim5\%$ の加工硬化指数が 0.080 以上を満足することを特徴とする請求項14記載の高い動的変形抵抗を有する高強度冷延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、自動車部材等に使用され、衝突時の衝撃エネルギーを効率よく吸収することによって乗員の安全性確保に寄与することのできる高い動的変形抵抗を有する高強度熱延鋼板および高強度冷延鋼板とその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 近年、自動車衝突時の乗員保護が自動車の最重要性能として認識され、それに対するための高い高塑性変形抵抗を示す材料への期待が高まっている。例えば、乗用車の前面衝突においては、フロントサイドメンバーと呼ばれる部材にこのような材料を適用すれば、前述の部材が圧潰することで衝撃のエネルギーが吸収され、乗員にかかる衝撃を緩和することができる。

【0003】 自動車の衝突時に各部位が受ける変形の歪み速度は 10^3 ($1/\text{s}$) 程度まで達するため、材料の衝撃吸収性能を考える場合には、このような高歪み速度領域での動的変形特性の解明が必要である。また、同時に省エネルギー、CO₂ 排出削減を目指して自動車車体の軽量化を同時に達成することが必須と考えられ、このために有効な高強度鋼板のニーズが高まっている。

【0004】 例えば、本発明者らは、CAMP-ISI J Vol. 9 (1996) pp. 1112~1115 に、高強度薄鋼板の高速変形特性と衝撃エネルギー吸収能について報告し、その中で、 10^3 ($1/\text{s}$) 程度の

高歪み速度領域での動的強度は、 10^{-3} ($1/s$) の低歪み速度での静的強度と比較して大きく上昇すること、材料の強化機構によって変形抵抗の歪み速度依存性が変化すること、この中で、TRIP (変態誘起塑性) 型の鋼やDP (フェライト/マルテンサイト2相) 型の鋼が他の高強度鋼板に比べて優れた成形性と衝撃吸収能を兼ね備えていることを報告している。

【0005】また、残留オーステナイトを含む耐衝撃特性に優れた高強度鋼板とその製造方法を提供するものとして特開平7-18372号公報には、衝撃吸収能を変形速度の上昇に伴う降伏応力の上昇のみで解決することを開示しているが、衝撃吸収能を向上させるために、残留オーステナイトの量以外に残留オーステナイトの性質をどのように制御すべきかは明確にされていない。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】このように、自動車衝突時の衝撃エネルギーの吸収に及ぼす部材構成材料の動的変形特性はすこしづつ解明されつつあるものの、衝撃エネルギー吸収能に優れた自動車部品用鋼材としてどのような特性に注目し、どのような基準に従って材料選定を行うべきかは未だ明らかにされていない。また、自動車用部品用鋼材はプレス成形によって要求された部品形状に成形され、その後、一般的には塗装焼き付けされた後に自動車に組み込まれ、実際の衝突現象に直面する。しかしながら、このような予変形+焼き付け処理を行った後の鋼材の衝突時の衝撃エネルギー吸収能の向上にどのような鋼材強化機構が適しているかも未だ明らかにされていない。

【0007】

【課題を解決するための手段】本発明は、フロントサイドメンバー等の衝突時の衝撃エネルギー吸収を担う部品に成形加工されて使用される鋼材で、高い衝撃エネルギー吸収能を示す高強度鋼板とその製造方法を提供することを目的としている。先ず、本発明による高い衝撃エネルギー吸収能を示す高強度鋼板は、

(1) 最終的に得られる鋼板のミクロ組織がフェライトおよび/またはベイナイトを含み、このいずれかを主相とし、体積分率で3~50%の残留オーステナイトを含む第3相との複合組織であり、かつ相当歪みで0%超10%以下の予変形を与えた後、 $5 \times 10^2 \sim 5 \times 10^3$ ($1/s$) の歪み速度範囲で変形した時の3~10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値 σ_{dyn} (MPa) が予変形を与える前の $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3}$ ($1/s$) の歪み速度範囲で測定された静的な引張り試験における最大応力TS (MPa) によって表現される式 $\sigma_{dyn} \geq 0.766 \times TS + 250$ を満足し、かつ歪み1~5%の加工硬化指数が0.080以上を満足する高い動的変形抵抗を有する高強度鋼板であり、

(2) 上記(1)において、更に降伏強さ×歪み1~5%の加工硬化指数の値が4.0以上を満足する高い動的変

形抵抗を有する高強度鋼板である。

【0008】(3) また、最終的に得られる鋼板のミクロ組織がフェライトおよび/またはベイナイトを含み、このいずれかを主相とし、体積分率で3~50%の残留オーステナイトを含む第3相との複合組織であり、かつ相当歪みで0%超10%以下の予変形を与えた後、 $5 \times 10^2 \sim 5 \times 10^3$ ($1/s$) の歪み速度範囲で変形した時の3~10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値 σ_{dyn} (MPa) が予変形を与える前の $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3}$ ($1/s$) の歪み速度範囲で測定された静的な引張り試験における最大応力TS (MPa) によって表現される式 $\sigma_{dyn} \geq 0.766 \times TS + 250$ を満足し、かつ、前記残留オーステナイト中の固溶[C]と鋼材の平均Mn等量(Mn-eq=Mn+(Ni+Cr+Cu+Mo)/2)によって決まる値(M)が、M=6.78-4.28×[C]-3.3Mn(eq)が7.0以上2.50以下であり、更に予変形を与える前の残留オーステナイト体積分率と相当歪みで5%の予変形を与えた後の残留オーステナイト体積分率の差が予変形を与える前の残留オーステナイト体積分率の30%以上であること、歪み1~5%の加工硬化指数が0.080以上であること、前記残留オーステナイトの平均結晶粒径が5μm以下であること、前記残留オーステナイトの平均結晶粒径と、主相であるフェライトもしくはベイナイトの平均結晶粒径の比が、0.6以下で、主相の平均粒径が10μm以下、好ましくは6μm以下であること、マルテンサイトの体積分率が3~30%、前記マルテンサイトの平均結晶粒径が1.0μm以下、好ましくは5μm以下であること、フェライトの体積分率が40%以上であること、降伏比が85%以下、引張強さ×全伸びの値が20,000以上であること、の何れかを満足する高い動的変形抵抗を有する高強度鋼板である。

【0009】(4) また、本発明の高強度鋼板は、重量%で、C:0.03%以上0.3%以下、SiとAlの一方または双方を合計で0.5%以上3.0%以下、必要に応じてMn, Ni, Cr, Cu, Moの1種または2種以上を合計で0.5%以上3.5%以下含み、残部がFeを主成分とする高強度鋼板であるか、この高強度鋼板に更に必要に応じて、Nb, Ti, V, P, B, Ca, REMの1種または2種以上を、Nb, Ti, Vにおいては、それらの1種または2種以上を合計で0.3%以下、Pにおいては0.3%以下、Bにおいては0.01%以下、Caにおいては0.0005%以上0.01%以下、REM:0.005以上0.05%以下を含有し、残部がFeを主成分とする高い動的変形抵抗を有する高強度鋼板である。

【0010】(5) 本発明における高い動的変形抵抗を有する高強度熱延鋼板の製造方法としては、前記(4)の成分組成を有する連続鋳造スラブを、鋳造まで熱延工程へ直送し、もしくは一旦冷却した後に再度加熱した

後、熱延し、 $A_{r_3} - 50^{\circ}\text{C} \sim A_{r_3} + 120^{\circ}\text{C}$ の温度の仕上げ温度で熱延を終了し、熱延に引き続く冷却過程での平均冷却速度を $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上で冷却後、 500°C 以下の温度で巻き取ることを特徴とする熱延鋼板のミクロ組織がフェライトおよび／またはベイナイトを含み、いずれかを主相とし、体積分率で3～50%の残留オーステナイトを含む第3相との複合組織であり、かつ相当歪みで0%超10%以下の予変形を与えた後、 $5 \times 10^{-2} \sim 5 \times 10^{-3}$ ($1/\text{s}$) の歪み速度範囲で変形した時の3～10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値 σ_{dyn} (MPa) が予変形を与える前の $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3}$ ($1/\text{s}$) の歪み速度範囲で測定された静的な引張り試験における最大応力 TS (MPa) によって表現される式 $\sigma_{dyn} \geq 0.766 \times TS + 250$ を満足し、かつ歪み1～5%の加工硬化指数が0.080以上を満足する高い動的変形抵抗を有する高強度熱延鋼板の製造方法、である。

【0011】(6) 前記(5)において、熱延の仕上げ温度が $A_{r_3} - 50^{\circ}\text{C} \sim A_{r_3} + 120^{\circ}\text{C}$ の温度範囲において、メタラジーバラメーター：Aが、(1)式および(2)式を満たすような熱間圧延を行い、その後、ランアウトテーブルにおける平均冷却速度を $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上とし、更に前記メタラジーバラメーター：Aと巻き取り温度(CT)との関係が(3)式を満たすような条件で巻き取る高い動的変形抵抗を有する高強度熱延鋼板の製造方法、である。

【0012】

$$9 \leq 10gA \leq 18 \quad \dots \dots \dots \quad (1)$$

$$\Delta T \geq 21 \times 10gA - 178 \quad \dots \quad (2)$$

$$CT \leq 6 \times 10gA + 312 \quad \dots \quad (3)$$

(7) 更に、本発明における高い動的変形抵抗を有する高強度冷延鋼板の製造方法としては、前記(4)の成分組成を有する連続鋳造スラブを、鋳造まで熱延工程へ直送し、もしくは一旦冷却した後に再度加熱した後、熱延し、熱延後巻き取った熱延鋼板を酸洗後冷延し、連続焼純工程で焼純して最終的な製品とする際に、 $0.1 \times (A_{C_3} - A_{C_1}) + A_{C_1}^{\circ}\text{C}$ 以上 $A_{C_3} + 50^{\circ}\text{C}$ 以下の温度で10秒～3分焼純した後に、 $1 \sim 10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の一次冷却速度で $550 \sim 700^{\circ}\text{C}$ の範囲の一次冷却停止温度まで冷却し、引き続いて $10 \sim 200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の二次冷却速度で $150 \sim 450^{\circ}\text{C}$ の二次冷却停止温度まで冷却した後、 $150 \sim 500^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で15秒～20分保持し、室温まで冷却すること、更に具体的な焼純後の冷却条件が、 $0.1 \times (A_{C_3} - A_{C_1}) + A_{C_1}^{\circ}\text{C}$ 以上 $A_{C_3} + 50^{\circ}\text{C}$ 以下の温度で10秒～3分焼純した後に、 $1 \sim 10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の一次冷却速度で $550 \sim 720^{\circ}\text{C}$ の範囲の二次冷却開始温度 T_q まで冷却し、引き続いて $10 \sim 200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の二次冷却速度で、鋼材成分と焼純温度 T_o で決まる温度： $T_{em} - 100^{\circ}\text{C}$ 以上、 T_{em} 以下の二次冷却終了温度 T_e まで冷却した後、 $T_e -$

50°C 以上 500°C 以下の温度 T_{oa} で15秒～20分保持し、室温まで冷却すること、を特徴とする最終的に得られる冷延鋼板のミクロ組織がフェライトおよび／またはベイナイトを含み、このいずれかを主相とし、体積分率で3～50%の残留オーステナイトを含む第3相との複合組織であり、かつ相当歪みで0%超10%以下の予変形を与えた後、 $5 \times 10^{-2} \sim 5 \times 10^{-3}$ ($1/\text{s}$) の歪み速度範囲で変形した時の3～10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値 σ_{dyn} (MPa) が予変形を与える前の $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3}$ ($1/\text{s}$) の歪み速度範囲で測定された静的な引張り試験における最大応力 TS (MPa) によって表現される式 $\sigma_{dyn} \geq 0.766 \times TS + 250$ を満足し、かつ歪み1～5%の加工硬化指数が0.080以上を満足する高い動的変形抵抗を有する高強度冷延鋼板の製造方法、である。

【0013】

【発明の実施の形態】自動車等のフロントサイドメンバー等の衝突時の衝撃吸収用部材は、鋼板に曲げ加工やプレス成形加工を施すことによって製造される。自動車の衝突時の衝撃は、このようにして加工された後に一般的には塗装焼き付けされた後に加えられる。従って、このように部材への加工、塗装焼き付け処理が行われた後に高い衝撃エネルギーの吸収能を示す鋼板が必要となる。

【0014】本発明者らは、前記要求を満足する衝撃吸収用部材としての高強度鋼板について長年の研究の結果、このような成形加工された実部材において、鋼板に適量の残留オーステナイトを含むことが優れた衝撃吸収特性を示す高強度鋼板に適していることが判明した。すなわち、最適なミクロ組織は、種々の置換型元素によって容易に固溶強化されるフェライトおよび／またはベイナイトを含み、このいずれかを主相とし、変形中に硬質のマルテンサイトに変態する残留オーステナイトを体積分率で3～50%含む第3相との複合組織である場合に高い動的変形抵抗を示すことを見いだし、また、初期ミクロ組織の第3相にマルテンサイトを含む複合組織である場合にも、或る特定の条件が満足されると高い動的変形抵抗を有する高強度鋼板が得られることを見いだした。

【0015】次に、本発明者らは、上記知見に基づき実験・検討を進めた結果、フロントサイドメンバー等の衝撃吸収用部材の成形加工に相当する予変形の量は、部位によっては最大20%以上に達する場合もあるが、相当歪みとして0%超10%以下の部位が大半であることも見いだした。従って、この範囲の予変形の効果を把握することで、部材全体としての予変形後の挙動を推定することが可能であることを見いだした。従って、本発明においては、部材への加工時に与えられる予変形量として相当歪みにして0%超10%以下の変形を選択した。

【0016】図1は、本発明における衝突時の衝撃エネルギー吸収能の指標である、 $5 \times 10^{-2} \sim 5 \times 10^{-3}$ ($1/\text{s}$) の歪み速度範囲で変形した時の3～10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値 σ_{dyn} (MPa) が予変形を与える前の $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3}$ ($1/\text{s}$) の歪み速度範囲で測定された静的な引張り試験における最大応力 TS (MPa) によって表現される式 $\sigma_{dyn} \geq 0.766 \times TS + 250$ を満足し、かつ歪み1～5%の加工硬化指数が0.080以上を満足する高い動的変形抵抗を有する高強度冷延鋼板の製造方法、である。

（ $1/s$ ）の歪み速度範囲で変形した時の $3\sim10\%$ の相当歪み範囲における変形応力の平均値 σ_{dyn} と静的な素材強度（TS）（これは、 $5\times10^{-4}\sim5\times10^{-3}$ （ $1/s$ ）の歪み速度範囲で測定された静的な引張り試験における最大応力TS（MPa）をいう。）との関係を示したものである。

【0017】フロントサイドメンバー等の衝撃吸収用部材は、ハット型の断面形状を有しており、このような部材の高速での衝突圧潰時の変形を本発明者らが解析した結果、最大では 40% 以上の高い歪みまで変形が進んでいるものの、吸収エネルギー全体の 70% 以上が、高速の応力-歪み線図の 10% 以下の歪み範囲で吸収されていることを見いだした。従って、高速での衝突エネルギーの吸収能の指標として、 10% 以下の高速変形時の動的変形抵抗を採用した。特に、歪み量として $3\sim10\%$ の範囲が最も重要であることから、高速引張り变形 $5\times10^2\sim5\times10^3$ （ $1/s$ ）の歪み速度範囲で変形した時の相当歪みで $3\sim10\%$ の範囲の平均応力 σ_{dyn} を以て衝突エネルギー吸収能の指標とした。

【0018】この高速変形時の $3\sim10\%$ の平均応力 σ_{dyn} は、予変形や焼き付け処理が行われる前の鋼材の静的な引張り強度（ $5\times10^{-4}\sim5\times10^{-3}$ （ $1/s$ ）の歪み速度範囲で測定された静的な引張り試験における最大応力：TS（MPa））の上昇に伴って大きくなることが一般的である。従って、鋼材の静的な引張り強度（これは静的な素材強度と同義的である。）を増加させることは部材の衝突エネルギー吸収能の向上に直接寄与する。しかしながら、鋼材の強度が上昇すると部材への成形性が劣化し、必要な部材形状を得ることが困難になる。従って、同一の引張り強度（TS）で、高い σ_{dyn} を持つ鋼材が望ましい。この関係から、 $0\%超\cdot10\%$ 以下の予変形を与えた後、 $5\times10^2\sim5\times10^3$

（ $1/s$ ）の歪み速度範囲で変形した時の $3\sim10\%$ の相当歪み範囲における変形応力の平均値 σ_{dyn} （MPa）が予変形を与える前の $5\times10^{-4}\sim5\times10^{-3}$ （ $1/s$ ）の歪み速度範囲で測定された静的な引張り試験における最大応力TS（MPa）によって表現される式 $\sigma_{dyn}-TS \geq -0.234 \times TS + 250$ を満足する鋼材は、実部材としての衝突吸収エネルギー吸収能が他の鋼材に比べて高く、部材の総重量を増加させることなく衝突吸収エネルギー吸収能を向上させ、高い動的変形抵抗を有する高強度鋼板を提供することができることを見いだした。なお上記関係式 $\sigma_{dyn}-TS \geq -0.234 \times TS + 250$ は $\sigma_{dyn} \geq 0.766 \times TS + 250$ と等価であるので、以降 $\sigma_{dyn} \geq 0.766 \times TS + 250$ の式を用いて説明する。

【0019】次に、本発明者らは、耐衝突安全性を向上させるためには、歪み $1\sim5\%$ の加工硬化指数で表される予加工時の加工硬化を高めることにより衝突開始時の初期変形抵抗を増大させると共に、予変形時に変態した

マルテンサイトの存在を通じて衝突変形中の加工硬化を高め、 σ_{dyn} を高めることが必要であることも知見した。すなわち、上記のように鋼材のミクロ組織を制御されると、図2および図3に示すように、鋼の加工硬化指数が 0.080 上、好ましくは 0.108 以上とすること、また、降伏強さ×歪み $1\sim5\%$ の加工硬化指数が 40 以上、好ましくは 54 以上とすることで前述の耐衝突安全性を高めることができる。自動車用部材の耐衝突安全性の指標となる動的エネルギー吸収量と、鋼板の加工硬化指数および降伏強さ×加工硬化指数との関係でみると、これらの値が増大すると動的エネルギー吸収量が向上していることが分かり、自動車用部材の耐衝突安全性の指標として、同一降伏強度レベルであれば鋼板の加工硬化指数で、また、降伏強度が異なれば鋼板の降伏強さ×加工硬化指数で評価することが妥当であると考える。

【0020】動的エネルギー吸収量は、図4a、図4bおよび図4cに示したような衝突圧壊試験法により次のようにして求めた。図4bに示すように鋼板を試験片形状（コーナーR = 5mm）に成形し、先端径 $5\cdot5\text{mm}$ の電極によりチリ発生電流の $0\cdot9$ 倍の電流で 35mm ピッチでスポット溶接をし、図4aに示すように2つの天板1間に試験片2を配設した部品（ハット型モデル）とし、さらに $170^\circ C \times 20$ 分の焼き付け塗装を行った後、図4cに示すように約 150kg の落錘4を約 10m の高さから落下させ、ショック・アブソーバー6を設けた架台5の上の部品を長手方向に圧壊し、その際の荷重変位線図の面積から変位=0~ 150mm の変形仕事を算出して、動的エネルギー吸収量とした。

【0021】鋼板の歪み $1\sim5\%$ の加工硬化指数、降伏強さ×歪み $1\sim5\%$ の加工硬化指数は次のようにして求めた。すなわち、鋼板をJIS-5号試験片（標点距離 50mm 、平行部幅 25mm ）に加工し、歪速度 $0.001/s$ で引張試験し、降伏強さと加工硬化指数（歪み $1\sim5\%$ のn値）を求めた。以下に本発明における鋼材のミクロ組織について説明する。

【0022】鋼板に適量の残留オーステナイトが存在すると、変形時（成形時）に歪みを受けることにより非常に硬いマルテンサイトに変態するため、加工硬化指数を高める作用やくびれを抑制して成形性を高める作用を有している。前述した適量の残留オーステナイト量とは $3\%\sim50\%$ であることが好ましい。すなわち、残留オーステナイトの体積分率が 3% 未満では成形後の部材が衝突変形を受けた際に優れた加工硬化能を発揮することができず、変形荷重が低いレベルに止まり変形仕事量が小さくなるため、動的エネルギー吸収量が低く、耐衝突安全性向上が達成できないと共に、くびれ抑制硬化が不足して高い引張強さ×全伸びを得ることができない。一方、残留オーステナイトの体積分率が 50% 超では僅かな成形加工歪みにより連鎖的な加工誘起マルテンサイト変態が起こり、引張強さ×全伸び向上が期待できず、逆

に打ち抜き時の顕著な硬化に起因する穴抜け比の劣化をもたらし、更に部材成形が可能であったとしても成形後の部材が衝突変形を受けた際に優れた加工硬化能を発揮することができないという観点から前述の残留オーステナイト量が決定されるものである。

【0023】また、前述の残留オーステナイトの体積分率が3%～50%という条件に加え、この残留オーステナイトの平均結晶粒径が $5\text{ }\mu\text{m}$ 以下、好ましくは $3\text{ }\mu\text{m}$ 以下とすることが望ましい条件となる。仮に、残留オーステナイトの体積分率が3%～50%を満たしていても、その平均結晶粒径が $5\text{ }\mu\text{m}$ 超になると、鋼中に残留オーステナイトを微細分散させることができないため、この残留オーステナイトのもつ特性の向上作用が局所的に止まるので好ましくない。また、好ましくは、前述した残留オーステナイトの平均結晶粒径と、主相であるフェライトもしくはペイナイトの平均粒径の比が、0.6以下で、主相の平均粒径が $10\text{ }\mu\text{m}$ 以下、好ましくは $6\text{ }\mu\text{m}$ 以下であるようなミクロ組織を有している場合に優れた耐衝突安全性と成形性を示すことが明らかになつた。

【0024】更に、本発明者らは、同一レベルの引張強度(TS: MPa)に対して、前述した相当歪みで3%～10%の範囲での平均応力： σ_{dyn} は部材への加工が行われる以前の鋼板中に含まれる残留オーステナイト中の固溶炭素量：[C]で表記、(重量%)と鋼材の平均Mn等量(Mn_eq)： $Mn_{eq} = Mn + (Ni + Cr + Cu + Mo) / 2$ によって変化することが見いだされた。残留オーステナイト中の炭素濃度は、X線解析やメスバウアーフィルタにより実験的に求めることができ、例えば、MoのK α 線を用いたX線解析によりフェライトの(200)面、(211)面およびオーステナイトの(200)面、(220)面、(311)面の積分反射強度を用いて、Journal of The Iron and Steel Institute, 206 (1968), p60に示された方法にて算出できる。本発明者らが行った実験結果から、このようにして得られた残留オーステナイト中の固溶炭素量[C]と鋼材に添加されている置換型合金元素から求められるMn_eqを用いて計算される値：Mが、 $M = 678 - 428 \times [C] - 33 \times Mn_{eq}$ が70以上250以下で、かつ子変形を与える前の残留オーステナイト体積分率(V_0)と相当歪みで5%の子変形を与えた後の残留オーステナイト体積分率(V_s)の差： $(V_0) - (V_s)$ が子変形を与える前の残留オーステナイト体積分率の30%以上である場合に、同一の静的引張強度(TS)に対して大きな σ_{dyn} を示すことが同時に見いだされた。この場合において、 $M > 250$ では実質的に変形中の残留オーステナイトの変態による強度上昇の効果が極めて低い歪み領域にのみ限られるために、部材への子変形時にはほぼ全ての残留オーステナイトが浪費され、高速変形時の σ_{dyn} の上昇に寄与しなくなること

から、Mの上限を250とした。また、Mが70未満の場合には、変形途中での残留オーステナイトの変態は進行するものの、変態の進行が低歪み領域では十分に起こらないことから、相当歪みで3%～10%の範囲での平均応力 σ_{dyn} が低いままに保たれ、静的な引張強度TSに対して $\sigma_{dyn} \geq 0.766 \times TS + 250$ の関係を満足しなくなるのでMの下限を70とした。

【0025】また、残留オーステナイトの存在位置に関しては、軟質なフェライトが主に変形時の歪みを受けるため、フェライトに隣接していない残留γ(オーステナイト)は歪みを受け難く、その結果1～5%程度の変形ではマルテンサイトへ変態し難くなり、その効果が薄れるため残留オーステナイトはフェライトに隣接することが好ましい。そのため、フェライトは、その体積分率が40%以上、好ましくは60%以上で、かつその平均結晶粒径(平均円相当径に相当)が $10\text{ }\mu\text{m}$ 以下、好ましくは $6\text{ }\mu\text{m}$ 以下であることが好ましい。前述したように、フェライトは構成組織の中で最も軟質な組織であるため、降伏強さ×歪み1～5%の加工硬化指数および降伏比を決定する重要な因子である。そのため、上記体積分率の規制値内とすることが好ましい。更に、フェライトの体積分率増と細粒化により、未変態オーステナイトの炭素濃度が増加して微細分散化するため、未変態オーステナイトから生成するマルテンサイトおよび残部組織の微細化と残留オーステナイトの体積分率・微細化に有効に作用し、耐衝突安全性および成形性の向上に寄与する。

【0026】次に、マルテンサイトは、その体積分率が3%～30%で、しかもその平均結晶粒径(平均円相当径に相当)が $10\text{ }\mu\text{m}$ 以下、好ましくは $6\text{ }\mu\text{m}$ 以下であることが好ましい。マルテンサイトは、主に周囲のフェライトに可動転位を発生させることにより降伏比の低減、加工硬化指数の向上に寄与するため、上記規制値を満足することにより、耐衝突安全性および成形性をより一層向上させ、より好ましい特性レベルである降伏強さ×歪み1～5%の加工硬化指数 ≥ 5.4 、かつ降伏比 $\leq 7.5\%$ を達成することができる。このマルテンサイトの体積分率と平均結晶粒径との関係は、体積分率が少なくとも平均結晶粒径が大きても、その作用が局所的な影響に止まり、前記特性を満足させることができなくなる。なお、このマルテンサイトの存在位置に関しては、マルテンサイトがフェライトに隣接していない場合、マルテンサイトの可動転位等の影響はフェライトに及び難いため、その効果が薄れる。従って、マルテンサイトはフェライトに隣接することが好ましい。上述したミクロ組織および諸特性を創出する高強度鋼板の化学成分とその含有規制値について説明する。本発明で使用される高強度鋼板は、重量%で、C: 0.03%以上0.3%以下、SiとAlの一方または双方を合計で0.5%以上3.0%以下、必要に応じてMn, Ni, Cr, Cu, Mo

の1種または2種以上を合計で0.5%以上3.5%以下含み、残部がFeを主成分とする高強度鋼板であるか、この高強度鋼板に更に必要に応じて、Nb, Ti, V, P, B, CaまたはREMの1種または2種以上を、Nb, Ti, Vにおいては、それらの1種または2種以上を合計で0.3%以下、Pにおいては0.3%以下、Bにおいては0.01%以下、Caにおいては0.0005%以上0.01%以下、REM: 0.005以上0.05%以下を含有し、残部がFeを主成分とする高い動的変形抵抗を有する高強度鋼板である。これらの化学成分とその含有量(何れも重量%)について詳述する。

【0027】S i : C i は、オーステナイトを室温で安定化させて残留させるために必要なオーステナイトの安定化に貢献する最も効果的な元素であるために、本発明において最も重要な元素となる。鋼材の平均C量は、室温で確保できる残留オーステナイト体積分率に影響を及ぼすのみならず、製造の加工熱処理中に未変態オーステナイト中に濃化することで、残留オーステナイトの加工に対する安定性を向上させることができる。しかしながら、この添加量が0.03%未満の場合には、最終的に残留オーステナイト体積分率を3%以上確保することができないので0.03%を下限とした。一方、鋼材の平均C量が増加するにつれて確保可能な残留オーステナイト体積分率は増加し、残留オーステナイト体積分率を確保しつつ残留オーステナイトの安定性を確保することが可能となる。しかしながら、鋼材のC添加量が過大になると、必要以上に鋼材の強度を上昇させ、プレス加工等の成形性を阻害するのみならず、静的な強度上昇に比して動的な応力上昇が阻害されると共に、溶接性を劣化させることによって部品としての鋼材の利用が制限されるようになるためにC量の上限を0.3%とした。

【0028】S i, A 1 : S i, A 1は共にフェライトの安定化元素であり、フェライト体積分率を増加させることによって鋼材の加工性を向上させる働きがある。また、S i, A 1共にセメンタイトの生成を抑制し、効果的にオーステナイト中へCを濃化させることを可能とすることから、室温で適当な体積分率のオーステナイトを残留させるためには不可欠な添加元素である。このようなセメンタイト生成抑制機能を持つ添加元素としては、S i, A 1以外にPやCu, Cr, Mo等が挙げられ、このような元素を適切に添加することも同様な効果が期待される。しかしながら、S iとA 1の1種もしくは双方の合計が0.5%未満の場合には、セメンタイト生成抑制の効果が十分でなく、オーステナイトの安定化に最も効果的な添加されたCの多くが炭化物の形で浪費され、本発明に必要な残留オーステナイト体積分率を確保することができないか、もしくは残留オーステナイトの確保に必要な製造条件が大量生産工程の条件に適しないため下限を0.5%とした。また、S iとA 1の1種も

しくは双方の合計が3.0%を超える場合には、母相であるフェライトもしくはペイナイトの硬質化や脆化を招き、歪み速度上昇による変形抵抗の増加を阻害するばかりでなく、鋼材の加工性の低下、韌性の低下、更には鋼材コストの上昇を招き、また、化成処理等の表面処理特性が著しく劣化するために3.0%を上限とした。また、特に優れた表面性状が要求される場合には、S i ≤ 0.1%とすることによりS iスケールを回避するか、逆にS i ≥ 1.0%とすることによりS iスケールを全面に発生させて目立たせなくすることも考えられる。

【0029】Mn, Ni, Cr, Cu, Mo : Mn, Ni, Cr, Cu, Moは全てオーステナイト安定化元素であり、室温でオーステナイトを安定化させるためには有効な元素である。特に、溶接性の観点からCの添加量が制限される場合には、このようなオーステナイト安定化元素を適量添加することによって効果的にオーステナイトを残留させることが可能となる。また、これらの元素はA 1やS iほどではないがセメンタイトの生成を抑制する効果があり、オーステナイトへのCの濃化を助ける働きもある。更に、これらの元素は、A 1, S iと共にマトリックスであるフェライトやペイナイトを固溶強化されることによって、高速での動的変形抵抗を高める働きも持つ。しかし、これらの元素の1種または2種以上の添加の合計が0.5%未満の場合には、必要な残留オーステナイトの確保ができなくなると共に、鋼材の強度が低くなり、有効な車体軽量化が達成できなくなることから、下限を0.5%とした。一方、これらの合計が3.5%を超える場合には、母相であるフェライトもしくはペイナイトの硬質化を招き、歪み速度上昇による変形抵抗の増加を阻害するばかりでなく、鋼材の加工性の低下、韌性の低下、更には鋼材コストの上昇を招くために上限を3.5%とした。

【0030】必要に応じて添加されるNb, Ti, Vは、炭化物、窒化物、もしくは炭窒化物を形成することによって鋼材を高強度化することができるが、その合計が0.3%を超える場合には母相であるフェライトやペイナイト粒内もしくは粒界に多量の炭化物、窒化物、もしくは炭窒化物として析出し、高速変形時の可動転位発生源となって高い動的変形抵抗を得ることができなくなる。また、炭化物の生成は、本発明にとって最も重要な残留オーステナイト中へのCの濃化を阻害し、Cを浪費することから上限を0.3%とした。

【0031】また、必要に応じてB或いはPが添加される。Bは、粒界の強化や鋼材の高強度化に有効であるが、その添加量が0.01%を超えるとその効果が飽和すると共に必要以上に鋼板強度を上昇させ、高速変形時の変形抵抗の上昇を阻害すると共に、部品への加工性も低下させることになるので、その上限を0.01%とした。また、Pは、鋼材の高強度化や残留オーステナイトの確保に有効であるが、0.2%を超えて添加された場

合には鋼材コストの上昇を招くばかりでなく、主相であるフェライト、ベイナイトの変形抵抗を必要以上に高め、高速変形時の変形抵抗の上昇を阻害したり、耐置き割れ性の劣化や疲労特性、韌性の劣化を招くことから0.2%を上限とした。なお、二次加工性、韌性、スポット溶接性、リサイクル性の劣化防止の観点から0.02%以下とすることが望ましい。また、不可避的不純物として含まれるSについては、硫化物系介在物による成形性（特に穴抜げ比）、スポット溶接性の劣化防止の観点から0.01%以下とすることが望ましい。

【00032】更に、Caは、硫化物系介在物の形態制御（粒度化）により、成形性（特に穴抜げ比）を向上させることになり、0.005%以上添加するが、その効果の飽和に加えて介在物增加による逆の効果（穴抜げ比劣化）の点から上限を0.01%とした。また、REMもCaと同じく効果があるためその添加量を0.005%~0.01%とした。

【00033】次に、本発明による高強度鋼板を得るために製造方法について熱延鋼板および冷延鋼板のそれぞれの製造方法を詳細に説明する。本発明における高い動的変形抵抗を有する高強度熱延鋼板および冷延鋼板とも、その製造方法としては、前述した成分組成を有する連続鋸造スラブを、鋸造まで熱間圧延工程へ直送し、もしくは一旦冷却した後に再度加熱した後、熱間圧延を行う。この熱延においては、通常の連続鋸造に加え、薄肉連続鋸造および熱延連続化技術（エンドレス圧延）の適用も可能であるが、フェライト体積分率の低下、薄鋼板ミクロ組織の平均結晶粒径の粗大化を考慮すると仕上げ熱延入側における鋼片厚（初期鋼片厚）は25mm以上とすることが好ましい。また、この熱間圧延においては、最終バス圧延速度は上記の問題から500mm以上、好ましくは600mm以上で熱延を行うことが好ましい。

【00034】特に、高強度熱延鋼板の製造において、上記熱間圧延における仕上げ温度は、鋼材の化学成分によって決まるAr₃-50°C~Ar₃+120°Cの温度範囲で行なうことが好ましい。Ar₃-50°C未満では加工フェライトが生成し、動的変形抵抗σdyn、1~5%の加工硬化能、成形性を劣化させる。Ar₃+120°C超では鋼板ミクロ組織の粗大化等から動的変形抵抗σd

$$\varepsilon^* = (v / \sqrt{R \times h_1}) \times (1 / \sqrt{r}) \times 1n \{ 1 / (1 - r) \}$$

【00039】h₁：最終バス入側板厚

h₂：最終バス出側板厚

r : (h₁ - h₂) / h₁

R : ロール径

v : 最終バス出側速度

ΔT : 仕上げ温度（仕上最終バス出側温度）- 仕上げ入側温度（仕上げ第一バス入側温度）

Ar₃ : 90.1 - 32.5C% + 33Si% - 9.2Mn%
その後、ランアウトテーブルにおける平均冷却速度を5°C/秒以上とし、更に前記メタラジーパラメーター：A

y n、1~5%の加工硬化能等を劣化させると共にスケール疵の観点からも好ましくない。前述のようにして熱間圧延された鋼板は巻き取り工程に入るが、その前にランアウトテーブル上で冷却される。この際の平均冷却速度は5°C/sec以上である。冷却速度については残留オーステナイト占積率の確保の観点から決定される。なお、この冷却方法は一定の冷却速度で行っても、途中で低冷却速度の領域を含むような複数種類の冷却速度の組み合わせであってもよい。

【00035】次に、熱間圧延された鋼板は巻き取り工程に入り、500°C以下の巻き取り温度で巻き取られることが好ましい。この巻き取り温度が500°Cを超えると残留オーステナイト占積率の低下が起こる。また、マルテンサイトを得たい場合にはこの巻き取り温度を350°C以下とする。なお、前述の巻き取りの条件は、巻き取り後そのまま熱延鋼板として供される場合の条件であり、更に冷延し、焼純して使用に供される冷延鋼板の場合には上記制限条件は不要であり、通常の製造条件で巻き取っても良い。

【00036】特に、本発明においては熱延工程における仕上げ温度、仕上げ入側温度と巻き取り温度との間には相関関係があることを見いだした。すなわち、図5および図6に示すように前記仕上げ温度、仕上げ入側温度と巻き取り温度との間には一義的に決まる特定の条件がある。すなわち、熱延の仕上げ温度がAr₃-50°C~Ar₃+120°Cの温度範囲において、メタラジーパラメーター：Aが、(1)式および(2)式を満たすような熱間圧延を行う。ただし、前記メタラジーパラメーター：Aとは以下のように表わすことができる。

$$A = e^{\frac{1}{\varepsilon^*} \times \exp \left(\frac{75282 - 42745 \times C_{eq}}{(1.978 \times (FT + 273))} \right)}$$

ただし、FT：仕上げ温度 (°C)

C_{eq} : 炭素当量 = C + Mn_{eq} / 6 (%)

Mn_{eq} : マンガン当量 = Mn + (Ni + Cr + Cu + Mo) / 2 (%)

ε* : 最終バス歪み速度 (s⁻¹)

【00038】

【数1】

と巻き取り温度(CT)との関係が(3)式を満たすような条件で巻き取ることが好ましい。

【00040】

$$9 \leq \log A \leq 1.8 \quad \dots \dots \dots \quad (1)$$

$$\Delta T \geq 21 \times \log A - 178 \quad \dots \dots \dots \quad (2)$$

$$CT \leq 6 \times \log A + 312 \quad \dots \dots \dots \quad (3)$$

前記(1)式において、log Aが1未満では残留γの生成、ミクロ組織微細化の観点から不十分となり、動的変形抵抗σdyn、1~5%の加工硬化能等を劣化させる。また、log Aが1.8超ではそれを達成するための

設備が過大となる。また、(2)式において、(2)式の条件を満たさない場合には残留 γ が過度に安定となり、変形途中での残留 γ の変態は進行するものの、変態の進行が低歪み領域では十分に起こらず、動的变形抵抗 σ_{dyn} 、1~5%の加工硬化能等を劣化させる。なお、(2)式に示したように ΔT の下限は $10gA$ の低下により緩和される。また、設備の長大化、残留オーステナイト体積分率の低下およびミクロ組織の粗大化の観点から ΔT の上限を300°Cとするのが好ましい。更に、巻き取り温度が(3)式の関係を満たさないと、残留 γ 量確保に悪影響が出たり、残留 γ が得られた場合にも残留 γ が過度に安定となり、変形途中での残留 γ の変態は進行するものの、変態の進行が低歪み領域では十分に起こらず、動的变形抵抗 σ_{dyn} 、1~5%の加工硬化能等を劣化させる。なお、巻き取り温度の限界は $10gA$ の増大により緩和される。

【0041】なお、初期マルテンサイト占積率 $\geq 3\%$ の場合には $CT \leq 350^\circ C$ としてもよい。但し、過度のマルテンサイト生成を抑える意味から $CT \geq 250^\circ C$ とすることが好ましい。次に、本発明による冷延鋼板は、熱延、巻き取り後の各工程を経た鋼板を、圧下率40%以上で冷間圧延に付され、次いで前記冷間圧延を経た鋼板は焼純に付される。この焼純は、図7に示すような焼純サイクルを有する連続焼純が最適であり、この連続焼純工程で焼純して最終的な製品とする際に、 $0.1 \times (A_{C_3} - A_{C_1}) + A_{C_1}^\circ C$ 以上 $A_{C_3} + 50^\circ C$ 以下の温度 T_o で10秒~3分焼純した後に、 $1 \sim 10^\circ C/\text{秒}$ の一次冷却速度で $550 \sim 720^\circ C$ の範囲の一次冷却停止温度 T_q まで冷却し、引き続いて $10 \sim 200^\circ C/\text{秒}$ の二次冷却速度で二次冷却停止温度 T_e まで冷却した後、 T_o で15秒~20分保持し、室温まで冷却する。前記焼純温度 T_o は、鋼材の化学成分によって決まる温度 A_{C_1} および A_{C_3} 温度(例えば、「鉄鋼材科学」: W. C. Leslie著、丸善、p 273.)で表される $0.1 \times (A_{C_3} - A_{C_1}) + A_{C_1}^\circ C$ 未満の場合には、焼純温度で得られるオーステナイト量が少ないので、最終的な鋼板中に安定して残留オーステナイトを残すことが出来ないため $0.1 \times (A_{C_3} - A_{C_1}) + A_{C_1}^\circ C$ を下限とした。また、焼純温度が $A_{C_3} + 50^\circ C$ を超えて何ら鋼板の特性を改善できず、しかもコスト上昇を招くために焼純温度の上限を $A_{C_3} + 50^\circ C$ とした。この温度での焼純時間は、鋼板の温度均一化とオーステナイト量の確保のために最低10秒以上必要であるが、3分を超えると前記効果が飽和し、コスト上昇の原因となる。

【0042】前記一次冷却は、オーステナイトからフェライトへの変態を促し未変態のオーステナイト中にCを濃化させてオーステナイトの安定化を図るために必要である。この冷却速度が $1^\circ C/\text{秒}$ 未満にすると、長大な生産ラインが必要になること、生産性が悪化する等の点から $1^\circ C/\text{秒}$ が下限となる。一方、冷却速度が $10^\circ C/\text{秒}$

超になるとフェライト変態が十分起こらず、最終的な鋼板中の残留オーステナイト確保が困難になるため $10^\circ C/\text{秒}$ を上限とした。この一次冷却が $550^\circ C$ 未満まで行なわれると、冷却中にバーライトが生成し、オーステナイト安定化元素であるCの浪費が起こり、最終的に十分な量の残留オーステナイトが得られなくなる。また、前記冷却が $720^\circ C$ 超までしか行われなかつた場合にはフェライト変態の進行が十分でなくなる。

【0043】引き続き行われる二次冷却の急速冷却は、冷却中にバーライト変態や鉄炭化物の析出が起こらないような冷却速度として最低 $10^\circ C/\text{秒}$ 以上が必要になるが、 $200^\circ C/\text{秒}$ 超にすると設備能力上困難となる。また、この二次冷却の冷却停止温度が $150^\circ C$ 未満の場合には、冷却前に残っていたオーステナイトのほぼ全てがマルテンサイトに変態して最終的に残留オーステナイトを確保できなくなる。また、この冷却停止温度が $450^\circ C$ 超になると最終的に得られる動的变形抵抗 σ_{dyn} が低下する。

【0044】鋼板中に残留しているオーステナイトを室温で安定化させるためには、その一部をペイナイトに変態させることでオーステナイト中の炭素濃度を更に高めることが好ましい。二次冷却停止温度がペイナイト変態処理のために保持される温度より低温である場合には保持温度まで加熱される。この時の加熱速度は $5^\circ C/\text{秒}$ ~ $50^\circ C/\text{秒}$ の範囲であれば鋼板の最終的な特性を劣化させることはない。また、逆に二次冷却停止温度がペイナイト処理温度よりも高温の場合は、ペイナイト処理温度まで $5^\circ C/\text{秒}$ ~ $200^\circ C/\text{秒}$ の冷却速度で強制的に冷却しても、予め目標温度が設定された加熱ゾーンに直接搬送されても、鋼板の最終的な特性を劣化させることはない。一方、鋼板が $150^\circ C$ 未満で保持された場合にも、また $500^\circ C$ 超に保持された場合にも、十分な量の残留オーステナイトを確保できないことから、保持温度の範囲を $150^\circ C$ ~ $500^\circ C$ とした。この時、 $150^\circ C$ ~ $500^\circ C$ の保持が15秒未満ではペイナイト変態の進行が十分でないことから最終的に必要な量の残留オーステナイトを得ることができず、また20分超ではペイナイト変態後に鉄炭化物の析出やバーライト変態が起こり、残留オーステナイト生成に不可欠なCを浪費してしまい、必要な量の残留オーステナイトを得ることができなくなるために、保持時間を15秒~20分の範囲とした。ペイナイト変態を促進させるために行う $150^\circ C$ ~ $500^\circ C$ の保持は、等温での保持であっても、または、この温度範囲であれば意識的の温度変化を与えても最終的な鋼板の特性を劣化させることはない。

【0045】更に、本発明における焼純後の好ましい冷却条件としては、 $0.1 \times (A_{C_3} - A_{C_1}) + A_{C_1}^\circ C$ 以上 $A_{C_3} + 50^\circ C$ 以下の温度で10秒~3分焼純した後に、 $1 \sim 10^\circ C/\text{秒}$ の一次冷却速度で $550 \sim 720^\circ C$ の範囲の二次冷却開始温度 T_q まで冷却し、引き続

いて10~200°C/秒の二次冷却速度で、鋼材成分と焼純温度T_oで決まる温度: T_{em}-100°C以上、T_{em}以下の二次冷却終了温度T_eまで冷却した後、T_e-50°C以上500°C以下の温度T_{oa}で15秒~20分保持し、室温まで冷却する方法である。これは、図8に示すような連続焼純サイクルにおける急冷終点温度T_eを成分と焼純温度T_oとの関数として表し、ある限界値以下で焼純する方法であり、更に過時効温度T_{oa}の範囲を前記急冷終点温度T_eとの関係で規定したものである。

【0046】ここで、T_{em}とは、急冷開始時点T_qで残留しているオーステナイトのマルテンサイト変態開始温度である。すなわち、T_{em}は、オーステナイト中のC濃度の影響を除外した値(T₁)とC濃度の影響を示す値(T₂)の差: T_{em}=T₁-T₂である。ここで、T₁とは、C以外の固溶元素濃度によって計算される温度であり、また、T₂は鋼板の成分で決まるA_{C1}とA_{C3}および焼純温度T_oによって決まるT_qでの残留オーステナイト中のC濃度から計算される温度である。また、Ceq*は、前記焼純温度T_oで残留しているオーステナイト中の炭素当量である。従って、T₁は、

$$T_1 = 561 - 33 \times (Mn\% + (Ni + Cr + Cu + Mo)/2)$$

また、T₂は、

$$A_{C1} = 723 - 0.7 \times Mn\% - 16.9 \times Ni\% + 29.1 \times Si\% + 16.9 \times Cr\%, \text{ および、}$$

$$A_{C3} = 910 - 203 \times (C\%)^{1/2} - 15.2 \times Ni\% + 44.7 \times Si\% + 104 \times V\% + 31.5 \times Mo\% - 30 \times Mn\% - 11 \times Cr\% - 20 \times Cu\% + 70 \times P\% + 40 \times Al\% + 400 \times Ti\%,$$

と焼純温度T_oにより表現され、

$$Ceq^* = (A_{C3} - A_{C1}) \times C / (T_o - A_{C1}) + (Mn + Si/4 + Ni/7 + Cr + Cu + 1.5Mo)/6 \text{ が、}$$

0.6超の場合には、T₂=474/(A_{C3}-A_{C1})×C/(T_o-A_{C1})、0.6以下の場合には、T₂=474×(A_{C3}-A_{C1})×C/[13×(A_{C3}-A_{C1})×C+[(Mn+Si/4+Ni/7+Cr+Cu+1.5Mo)/2-0.85]×(T_o-A_{C1})]、により表現される。

【0047】すなわち、T_eが(T_{em}-100)°C未満の場合には、オーステナイトの殆ど全てがマルテンサイトに変態することから、必要な量の残留オーステナイトを得ることができない。また、T_eがT_{em}を超える

と得られる鋼板が軟質となり、静的な強度(TS)から期待される動的な強度が得られなくなるためにT_eの上限はT_{em}とした。また、T_{oa}が500°C以上ではパーライトもしくは鉄炭化物が生成し、残留オーステナイト生成に不可欠なCを浪費してしまい、必要な量の残留オーステナイトが得られなくなる。一方、T_{oa}がT_e-50°C未満の場合には、付加的な冷却設備が必要であったり、連続焼純炉の炉温と鋼板の温度差に起因した材質のバラツキが大きくなることから、この温度を下限とした。

【0048】以上述べたような鋼板組成と製造方法を採用することにより、鋼板のミクロ組織がフェライトおよび/またはベイナイトを含み、このいづれを主相とし、体積分率で3~50%の残留オーステナイトを含む第3相との複合組織であり、かつ相当歪みで0%超10%以下の予変形を与えた後、5×10⁻³~5×10⁻²(1/s)の歪み速度範囲で変形した時の3~10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値σ_{dyn}(MPa)が予変形を与える前の5×10⁻⁴~5×10⁻³(1/s)の歪み速度範囲で測定された静的引張り試験における最大応力TS(MPa)によって表現される式σ_{dyn}≥0.766×TS+250を満足し、かつ歪み1~5%の加工硬化指数が0.080以上を満足する高い動的変形抵抗を有する高強度鋼板を得ることが可能になる。なお、本発明による鋼板は、焼純、調質圧延、電気めつき等を施して目的とする製品とすることも可能である。

【0049】

【実施例】次に本発明を実施例に基づいて説明する。

【実施例1】表1に示す15種類の鋼材を1050~1250°Cに加熱し、表2に示す製造条件にて、熱間圧延、冷却、巻取を行い、熱延鋼板を製造した。本発明による成分条件と製造条件を満足する鋼板は、表3と表4に示すように残留オーステナイト中の固溶[C]と鋼材の平均Mn eqで決まるM値が7.0以上25.0以下である初期残留オーステナイトを体積分率で3%以上50%以下含有しているとともに、(初期残留オーステナイト体積率-5%予変形後残留オーステナイト体積分率)/初期残留オーステナイト体積分率≥0.3という適度な安定性を有しており、何れもσ_{dyn}≥0.766×TS+250、1~5%の加工硬化指数≥0.080、1~5%の加工硬化指数×降伏強さ≥40という優れた耐衝突安全性を示すとともに成形性とスポット溶接性をも兼備していることが明らかである。

【0050】

【表1】

(表1) 調べた試料

番 号	C	Si	Mn	P	S	Al	N	化 学 成 分 (質量%)								溶 接 性	
								Al151	W	Ti	Cu	Nb	Nb	Ti	V	B	
1	0.15	1.45	0.99	0.012	0.002	0.02	0.003	1.47									本発明権
2	0.15	1.45	0.79	0.012	0.005	0.02	0.002	1.47	0.4								本発明権
3	0.15	1.45	0.69	0.012	0.002	0.02	0.003	1.47	0.6								本発明権
4	0.15	1.45	0.79	0.012	0.002	0.02	0.002	1.47		0.4							本発明権
5	0.11	1.36	1.54	0.020	0.003	0.20	0.003	1.56		0.4							本発明権
6	0.16	1.60	0.80	0.020	0.003	0.01	0.003	1.61		0.04							本発明権
7	0.09	2.10	1.20	0.089	0.001	0.02	0.002	2.12		0.06							本発明権
8	0.10	2.00	1.10	0.015	0.002	0.02	0.003	2.02									比較所
9	0.10	2.00	1.10	0.015	0.002	0.02	0.003	2.02									比較所
10	0.10	2.00	1.10	0.015	0.002	0.02	0.002	2.02									比較所
11	0.15	1.98	1.76	0.016	0.001	0.02	0.002	2.00		0.00							本発明権
12	0.15	0.01	1.00	0.015	0.002	1.70	0.002	1.71									比較所
13	0.35	1.50	1.90	0.015	0.003	0.03	0.003	1.53									比較所
14	0.15	0.30	1.48	0.010	0.001	0.05	0.003	0.35									本発明権
15	0.19	1.10	1.50	0.050	0.003	0.04	0.005	1.14									本発明権

下側は本発明の範囲外であることを示す。
* I : Mn + Ni + Cr + Cu + Mo

【表2】

【表2】製造条件

順番	柱上温度 ℃	初期鋼片厚 mm	初圧延速度 m/s	最終板厚 mm	歪速度 %/秒	Δt_{log} ℃	(2) 式 条件		平均冷速 ℃/秒	備考	卷取温度 ℃	卷取条件
							計算	実験				
1	905	26	600	1.8	150	13.65	140	0	40	41	390	O
2	910	27	600	1.8	150	13.60	150	0	35	41	250	O
3	800	27	600	1.8	150	14.77	160	0	80		390	O
4	790	26	600	1.8	160	14.91	155	0	90		260	O
5	860	28	700	1.4	190	13.50	120	0	50		350	O
6	840	28	700	1.4	190	14.46	140	0	90		380	O
7	795	35	500	2.2	100	14.87	150	0	60		370	O
8	960	20	400	2.2	90	13.15	60	×	50		505	X
9	730	26	500	2.2	100	15.77	170	0	60		510	X
10	900	25	500	2.2	100	13.71	130	0	50		550	X
11	810	26	700	1.2	200	13.07	110	0	50		370	O
12	815	28	800	1.2	230	14.12	135	0	55		390	O
13	780	30	800	1.2	240	12.69	100	0	60		375	O
14	840	32	700	1.2	210	13.78	125	0	50		360	O
15	790	55	1000	1.2	300	14.09	150	0	100		380	O

下線は本発明の範囲外であることを示す。
† : 750℃～700℃は15℃/秒

【表3】

【表3】 様のクロ胡蝶

番号	名称	主相	フェライト	後留オーステナイト				マルテンサイト				N値	
				内相当径 μm	体積率 %	粒度 μm	粒度比 %	内相当径 μm	予変形前V(0)	50%変形後V(0)	(V(0)-V(50))/V(0)	内相当径 μm	体積率 %
1 フェライト	5.2	77	2.6	0.50	1.20	8	4	0.50	-	0	0	132	○
2 フェライト	5.8	75	2.9	0.50	1.10	7	3	0.57	3.3	18	-	115	○
3 フェライト	3.5	83	1.7	0.49	1.29	9	5	0.44	-	0	0	93	○
4 フェライト	3.0	85	1.8	0.60	1.30	9	6	0.33	2.6	6	-	88	○
5 フェライト	4.0	80	2.0	0.50	1.21	10	5	0.50	3.0	5	0	103	○
6 フェライト	3.9	81	1.6	0.41	1.25	11	7	0.36	-	0	0	113	○
7 フェライト	2.7	84	1.6	0.59	1.25	10	6	0.40	-	0	0	103	○
8 ベイナイト	11.0	38	5.1	0.46	1.40	2	2	0.00	-	0	0	41	×
9 フェライト	加工組織	88	-	-	0	0	-	-	-	0	P	-	-
10 フェライト	7.8	69	-	-	0	0	-	-	-	0	P	-	-
11 フェライト	3.3	59	1.9	0.58	1.20	10	6	0.40	-	0	0	106	○
12 フェライト	5.0	79	2.5	0.50	1.23	7	4	0.13	-	0	0	119	○
13 フェライト	2.5	50	1.2	0.48	1.01	5	3	0.40	-	0	BIP	183	○
14 フェライト	3.0	40	-	-	0	0	-	-	-	0	BIP	-	-
15 フェライト	2.7	10	1.6	0.59	1.23	13	1	0.46	-	0	BIP	102	○

下線は本発明の範囲外であることを示す。
横部組織：Bはベイナイト、Fはフェライト

【表4】

(表4) 鋼の機械的性質

鋼 番 号	静的引張 (歪速度=0.001/s)				予変形及びBHR処理				動的引張 (歪速度=0.000/s)				その他の特性 値
	TS MPa	V _S MPa	T _{E1} % 引直	T _S ×1.5% 引直	予変形の形態 X	予変形相当歪 X	BHR処理有無 X	σ _{dyn}	条件式 ⑪	η	各属性 値		
1 625	530	37	0.090	48	85	23125	C方向単軸引張	5X	有り	760	31.3	通	1.54
2 810	560	28	0.115	64	69	22680	C方向単軸引張	5X	無し	901	30.5	通	1.36
3 640	490	38	0.105	51	77	24320	L方向単軸引張	5X	青り	769	28.8	通	1.45
4 780	510	31	0.140	71	65	24180	C方向単軸引張	3X	有り	878	30.5	通	1.26
5 680	510	37	0.120	61	75	25160	C方向単軸引張	5X	有り	810	39.1	通	1.40
6 655	510	40	0.100	53	81	26200	C方向単軸引張	7X	有り	801	49.3	通	1.45
7 645	500	39	0.110	55	78	25155	C方向単軸引張	5X	有り	776	31.9	通	1.51
8 655	500	29	0.070	39	85	18895	C方向単軸引張	5X	有り	701	-50.7	通	1.51
9 570	525	20	0.070	37	92	11400	C方向単軸引張	5X	有り	620	-66.6	通	1.20
10 575	535	30	0.070	37	93	17230	C方向単軸引張	5X	有り	630	-60.5	通	1.51
11 855	690	30	0.105	72	81	25650	C方向単軸引張	5X	有り	954	49.1	溝	1.30
12 610	500	39	0.105	53	82	23790	等二軸引張	5X	有り	746	28.7	通	1.52
13 1005	860	20	0.090	77	86	20100	C方向単軸引張	5X	有り	1025	5.2	不適	1.09
14 653	560	23	0.070	39	86	15019	等二軸引張	5X	有り	710	-40.2	通	1.60
15 650	494	37	0.11	54	76	24050	C方向単軸引張	5X	有り	777	29.1	通	1.40

下線は本発明の範囲外であることを示す。
＊：σ_{dyn}=(0.166×TS+250)

【0054】(実施例2) 表5に示す25種類の鋼材をAr3以上で熱延を完了し冷却後巻き取り、酸洗後冷延した。その後、各鋼の成分からAc1, Ac3の各温度を求め、表6に示すような焼純条件で加熱、冷却、保持を行い、その後室温まで冷却した。本発明による製造条件と成分条件を満足する各鋼板は、表7、表8に示すように、残留オーステナイト中の固溶[C]と鋼材の平均

MnEqで決まるM値が7.0以上25.0以下で、何れもσ_{dyn}≥0.076×TS+250、歪み1~5%の加工硬化指数の値が4.0以上という優れた耐衝突安全性を示すことが明らかである。

【0055】

【表5】

〔表5〕 固化元素成分

順 番	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Al+Si	Ni	Cr	Cu	Nb	Ti	V	B	I	Cr9	Mo9	Ae1	Ae3	Ae3	変態温度°C			
																						成 分 (質量%)			
16	0.05	1.20	1.50	0.010	0.003	0.04	0.003	1.24											1.50	0.30	1.50	742	878	866	本発明範囲
17	0.12	1.20	1.50	0.012	0.005	0.05	0.002	1.25											1.50	0.37	1.50	742	851	764	本発明範囲
18	0.20	1.20	1.50	0.008	0.002	0.04	0.003	1.24											1.50	0.45	1.50	742	830	738	本発明範囲
19	0.25	1.20	1.50	0.007	0.003	0.05	0.002	1.25											1.50	0.51	1.50	742	818	718	本発明範囲
20	0.12	2.00	0.50	0.008	0.003	0.04	0.003	2.04	0.8										1.30	0.27	0.90	762	904	845	本発明範囲
21	0.12	1.80	0.15	0.007	0.002	0.03	0.03	1.83	1.8										1.95	0.30	1.05	804	898	825	本発明範囲
22	0.12	1.20	1.00	0.013	0.003	0.05	0.002	1.25	0.6										1.60	0.34	1.30	747	854	782	本発明範囲
23	0.12	1.20	0.15	0.012	0.005	0.04	0.003	1.24	1.5		0.2								1.85	0.29	1.00	731	875	810	本発明範囲
24	0.12	1.20	1.20	0.010	0.003	0.04	0.003	1.24	2.0										3.20	0.49	2.20	719	838	799	本発明範囲
25	0.10	0.50	1.50	0.013	0.005	1.20	0.002	1.70											1.50	0.35	1.50	722	872	747	本発明範囲
26	0.14	0.01	1.50	0.012	0.003	1.50	0.002	1.51											1.50	0.39	1.50	707	850	718	本発明範囲
27	0.25	1.50	2.00	0.012	0.005	0.04	0.002	1.54											0.002	2.00	0.58	745	818	785	本発明範囲
28	0.15	1.00	1.70	0.100	0.003	0.05	0.003	1.05											1.70	0.43	1.70	734	834	729	比較例
29	0.10	1.20	1.50	0.008	0.003	0.04	0.001	1.24											1.50	0.35	1.50	742	857	770	本発明範囲
30	0.10	1.20	1.50	0.008	0.003	0.04	0.003	1.24											1.50	0.35	1.50	742	865	770	本発明範囲
31	0.10	1.20	1.50	0.008	0.003	0.04	0.003	1.24											1.50	0.35	1.50	742	858	770	本発明範囲
32	0.92	1.20	1.50	0.010	0.003	0.04	0.003	1.24											1.50	0.27	1.50	742	892	796	比較例
33	0.35	1.00	1.20	0.008	0.003	0.05	0.003	1.05											1.20	0.55	1.20	739	801	710	比較例
34	0.12	0.20	1.50	0.010	0.002	0.04	0.002	0.24											1.50	0.37	1.50	713	806	731	比較例
35	0.12	2.50	1.50	0.010	0.003	0.05	0.003	3.55											1.50	0.37	1.50	699	954	840	比較例
36	0.10	1.50	1.50	0.250	0.003	0.04	0.003	1.54											1.50	0.35	1.50	751	887	780	比較例
37	0.12	1.20	1.50	0.010	0.003	0.04	0.003	1.24										0.012	1.50	0.37	1.50	742	851	764	比較例
38	0.10	1.20	1.50	0.010	0.003	0.04	0.003	1.24	1.5									4.00	0.56	2.75	717	814	655	比較例	
39	0.12	1.50	0.10	0.010	0.002	0.05	0.003	1.55	0.2									0.30	0.15	0.20	762	903	883	比較例	
40	0.12	1.20	1.50	0.010	0.002	0.04	0.003	1.24										1.50	0.37	1.50	742	911	764	比較例	

下線は本発明の範囲外であることを示す。

*1: Mn+Ni+Cr+Cu+Mo

【表6】

【表6】製造条件

鋼 番	冷間圧延条件		焼 純 鉄 部 件											
	圧下率 %	板厚 mm	焼純温度 T ₀ °C	焼純時間 秒	1次冷却 T _Q °C / 秒	急冷開始 T _Q °C	2次冷却 T _e °C / 秒	急冷終了 T _e °C	計 算 T ₁ °C	計 算 Ceq %	計 算 T ₂ °C	計 算 T _{em} °C	保持時間 T _{ox} °C	保持時間 秒
16	80	0.8	800	90	5	680	100	350	512	0.41	138	374	350	150
17	80	0.8	800	90	5	680	100	350	512	0.53	147	364	350	180
18	80	0.8	800	90	5	700	100	350	512	0.60	144	368	350	180
19	80	0.8	800	90	5	680	80	280	512	0.64	161	351	400	250
20	80	0.8	800	120	8	680	100	280	531	0.64	214	311	400	180
21	80	0.8	800	120	8	680	100	350	526	0.64	116	410	400	180
22	80	0.8	800	90	5	680	100	350	518	0.56	139	379	350	180
23	80	0.8	800	90	5	650	130	200	528	0.41	310	218	300	180
24	80	0.8	780	90	5	650	130	300	488	1.22	300	188	350	180
25	80	0.8	780	90	5	650	100	300	512	0.53	166	345	400	180
26	80	0.8	780	90	5	650	100	300	512	0.53	179	332	400	150
27	80	0.8	780	90	5	680	100	200	495	0.92	248	247	350	180
28	80	0.8	800	90	8	680	100	400	506	0.55	134	371	400	180
29	68	1.2	780	90	8	680	100	350	512	0.60	143	369	330	180
30	68	1.2	780	90	5	630	150	320	512	0.62	153	359	320	180
31	68	1.2	780	90	5	680	100	350	512	0.60	144	368	400	180
32	80	0.8	800	90	5	680	100	350	512	0.35	120	392	400	180
33	80	0.8	760	90	5	680	100	300	521	1.29	495	26	300	180
34	80	0.8	780	90	5	680	100	300	512	0.42	186	326	350	180
35	80	0.8	850	90	5	680	100	300	512	0.82	200	311	300	150
36	80	0.8	800	90	5	680	100	300	512	0.59	143	369	350	180
37	80	0.8	800	90	5	680	100	300	512	0.52	147	364	400	180
38	70	1.2	780	90	5	630	100	350	470	0.66	73	398	400	180
39	70	1.2	800	90	5	680	100	250	554	0.53	285	270	400	180
40	70	1.2	800	90	5	680	100	300	512	0.65	165	346	400	180

下線は本発明の範囲外であることを示す。

【0057】

【表7】

(表7) 鋼のミクロ組織

調 査 番 号	主 相	フェライト 体積分 %	円相当径 μm	マルテンサイト								W 量	
				円相当径 μm	粒度	粒度比 N	片状化		片状化率 $(V(0)-V(S)) / V(0)$	片状化率 $(V(0)-V(S)) / V(0)$			
							片状化前 $V(0)$	片状化後 $V(S)$					
16 フェライト	7.2	85	2.8	0.39	1.29	4	2		0.50	1.6	1	77	
17 フェライト	6.4	65	2.6	0.41	1.19	10	5		0.50	1.3	1	177	
18 フェライト	5.3	48	1.9	0.36	1.21	15	8		0.47	-	0	113	
19 フェライト	5.5	41	1.2	0.22	1.16	20	1		0.65	2.5	5	9	
20 フェライト	8.1	80	2.8	0.35	1.08	9	3		0.67	3.2	3	185	
21 フェライト	6.9	55	2.8	0.41	1.10	10	3		0.70	3.1	4	171	
22 フェライト	5.1	69	2.9	0.57	1.28	8	3		0.63	1.9	1	89	
23 フェライト	5.5	82	2.1	0.38	1.03	12	4		0.67	2.8	6	206	
24 フェライト	5.1	55	1.3	0.25	1.04	10	3		0.70	3.1	4	160	
25 フェライト	7.1	73	1.8	0.25	1.17	7	3		0.57	3.3	4	129	
26 フェライト	5.3	66	1.9	0.38	1.16	10	4		0.60	2.6	4	131	
27 ベナイト	3.8	41	1.2	0.32	1.05	21	8		0.62	4.2	15	9	
28 フェライト	5.3	55	1.3	0.25	1.48	11	8		0.27	1.6	1	12	
29 フェライト	6.8	71	2.5	0.37	1.10	8	3		0.63	2.9	4	159	
30 フェライト	7.1	70	2.7	0.38	1.23	7	3		0.57	4.1	2	101	
31 フェライト	6.6	73	2.6	0.39	1.19	7	3		0.57	2.9	4	120	
32 フェライト	10.9	92	-	-	0	0			-	0	6	二	
33 ベナイト	4.1	25	2.8	0.68	1.42	18	15		0.17	4.2	26	817	
34 フェライト	6.2	70	-	-	2	2			-	2.9	6	二	
35 ベナイト	5.5	55	2.1	0.38	1.38	8	6		0.25	3.1	2	38	
36 フェライト	6.8	66	2.6	0.38	1.41	7	5		0.29	2.7	5	26	
37 フェライト	5.9	58	2.1	0.36	1.33	1	5		0.29	3.6	3	59	
38 フェライト	4.8	32	1.2	0.25	1.35	6	5		0.17	3.6	3	9	
39 フェライト	10.4	80	-	-	2	2			-	0	8	二	
40 ベナイト	5.9	65	1.9	0.32	1.42	6	5		0.17	3.8	6	21	

下線は本実験の範囲外であることを示す。

【表8】鋼の機械的性質

鋼 番 号	静的引張(歪速度=0.001/s)						予変形及びBH処理			動的引張(歪速度=1000/s)		応力性	
	TS MPa	YS MPa	T.E1%	I-Sのn値	YS×n	YR	TS×T.E1 MPa・%	予変形の形態	予変形相当歪X	BH処理有無	σ dyn	屈式E1	
16	576	397	43	0.117	47	0.69	24768	C方向単轴引張	5	有り	712	20.8	通
17	653	477	33	0.107	51	0.73	22855	C方向単轴引張	5	無し	771	20.8	通
18	812	609	31	0.095	58	0.75	25172	L方向単轴引張	10	有り	890	18.0	通
19	936	552	25	0.095	52	0.59	23400	C方向単轴引張	5	有り	986	19.0	通
20	681	460	33	0.105	49	0.68	22413	C方向単轴引張	5	有り	823	51.4	通
21	669	435	34	0.112	49	0.65	22746	C方向単轴引張	3	有り	815	52.5	通
22	637	452	35	0.116	52	0.71	22295	C方向単轴引張	5	有り	761	23.1	通
23	732	447	32	0.112	50	0.61	23424	C方向単轴引張	5	有り	842	31.3	通
24	148	471	30	0.103	49	0.63	22440	等2 級引張強	10	無し	849	26.0	通
25	597	436	31	0.122	50	0.68	22089	C方向単轴引張	5	有り	742	34.7	通
26	619	432	35	0.116	47	0.65	21665	L方向単轴引張	5	無し	765	40.8	通
27	1176	635	21	0.092	58	0.54	27048	C方向単轴引張	1	有り	1162	11.2	通
28	752	644	31	0.122	79	0.86	24054	C方向単轴引張	5	有り	801	-25.0	通
29	667	420	31	0.118	50	0.63	23345	C方向単轴引張	5	無し	806	45.1	通
30	579	475	31	0.112	53	0.70	23086	等2 級引張	5	有り	792	21.9	通
31	703	464	33	0.125	58	0.66	21090	C方向単轴引張	5	有り	810	21.5	通
32	502	437	31	0.144	63	0.87	15562	C方向単轴引張	5	有り	592	-42.5	通
33	1156	654	17	0.079	55	0.60	19652	C方向単轴引張	5	有り	1026	-109.5	不通
34	510	353	25	0.141	50	0.62	14250	C方向単轴引張	5	有り	632	-54.5	通
35	865	675	31	0.079	53	0.76	26815	C方向単轴引張	5	有り	867	-45.5	通
36	849	501	32	0.077	39	0.59	27168	C方向単轴引張	5	有り	855	-45.3	通
37	716	437	34	0.186	38	0.61	24344	C方向単轴引張	5	有り	768	-30.5	通
38	916	641	22	0.132	85	0.70	20152	C方向単轴引張	5	有り	801	-50.1	不通
39	515	453	22	0.164	74	0.88	16480	C方向単轴引張	5	有り	598	-46.5	通
40	756	514	26	0.142	73	0.68	19656	C方向単轴引張	5	有り	789	-40.1	通

下線は本発明の範囲外であることを示す。
*1 : σ dyn = (0.766 × TS + 250)

【0059】ミクロ組織は以下の方法で評価した。フェライト、ベイナイト、マルテンサイト及び残部組織の同定、存在位置の観察、及び平均結晶粒径（平均円相当径）と占積率の測定はナイタール試薬及び特開昭59-219473に開示された試薬により鋼板圧延方向断面を腐食した倍率1000倍の光学顕微鏡写真により行った。

【0060】残留オーステナイトの平均円相当径は特願平3-351209で開示された試薬により圧延方向断面を腐食し、倍率1000倍の光学顕微鏡写真より求めた。また、同写真によりその存在位置を観察した。残留オーステナイト体積分率（Vγ：単位は%）はM○-Kα線によるX線解析で次式に従い、算出した。

【0061】 $V\gamma = (2/3) \{ 100 / (0.7 \times \alpha (211) / r (220) + 1) \} + (1/3) \{ 100 / (0.78 \times \alpha (211) / r (311) + 1) \}$
但し、 $\alpha (211)$ 、 $r (220)$ 、 $\alpha (211)$ 、 $r (311)$ は面強度を示す。残留γのC濃度（Cγ：単位は%）はCu-Kα線によるX線解析でオーステナイトの（200）面、（220）面、（311）面の反射角から格子定数（単位はオングストローム）を求め、次式に従い、算出した。

【0062】

$$C\gamma = (\text{格子定数} - 3.572) / 0.033$$

特性評価は以下の方法で実施した。引張試験はJIS5号（標点距離50mm、平行部幅25mm）を用い歪速度0.001/sで実施し、引張強さ（TS）、降伏強さ（YS）、全伸び（T.E1）、加工硬化指数（歪1%～5%のn値）を求め、YS×加工硬化指数、降伏比（YR=YS/TS×100）、TS×T.E1を計算した。

【0063】伸びフランジ性は20mmの打ち抜き穴をバリのない面から30度円錐ポンチで押し上げ、クラックが板厚を貫通した時点での穴径（d）と初期穴径（d₀、20mm）との穴拡げ比（d/d₀）を求めた。

スポット溶接性は鋼板板厚の平方根の5倍の先端径を有する電極によりチリ発生電流の0.9倍の電流で接合したスポット溶接試験片をたがねで破断させた時にいわゆる剥離破断を生じたら不適とした。

【0064】

【発明の効果】上述したように、本発明は従来にない優れた耐衝突安全性および成形性を兼ね備えた自動車用高強度熱延鋼板および冷延鋼板を低コストで、しかも安定的に提供することが可能になり、高強度鋼板の使用用途

および使用条件が格段に拡大されるものである。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明における衝突時の衝撃エネルギー吸収能の指標である、 $5 \times 10^3 \sim 5 \times 10^4$ ($1/\text{s}$) の歪み速度範囲で変形した時の3~10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値 σ_{dyn-TS} と TS との関係を示す図。

【図2】鋼板の歪み1~5%の加工硬化指数と動的エネルギー吸収量 (J) との関係を示す図。

【図3】鋼板の降伏強さ×歪み1~5%の加工硬化指数と動的エネルギー吸収量 (J) との関係を示す図。

【図4】aは、図3における動的エネルギー吸収量測定

用の衝撃圧壊試験に用いた部品（ハットモデル）の概観図、bは、図4aに用いた試験片の断面図、cは、衝撃圧壊試験方法の模式図。

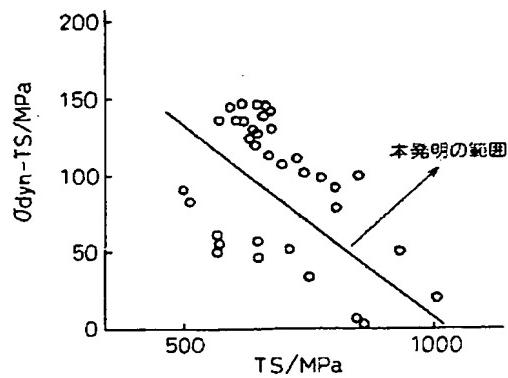
【図5】本発明における熱延工程におけるム T とメタラジーバラメーターAとの関係を示す図。

【図6】本発明における熱延工程における巻き取り温度とメタラジーバラメーターAとの関係を示す図。

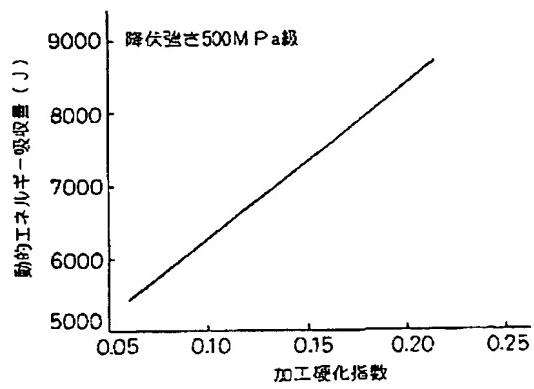
【図7】本発明における連続焼純工程における焼純サイクルを示す模式図。

【図8】本発明における連続焼純工程における二次冷却停止温度 (T_e) とその後の保持温度 (T_{o a}) との関係を示す図。

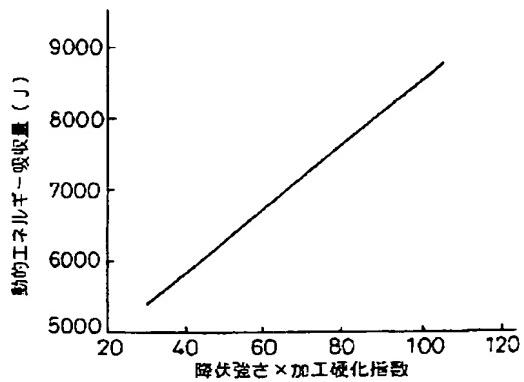
【図1】



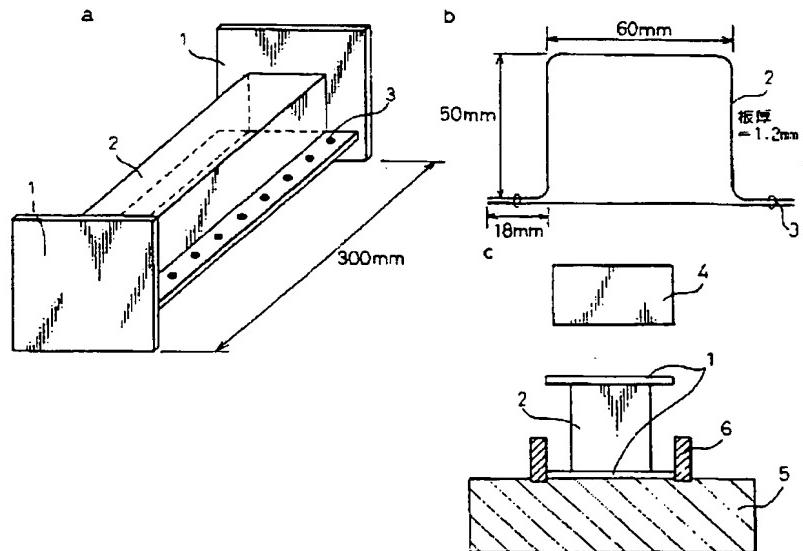
【図2】



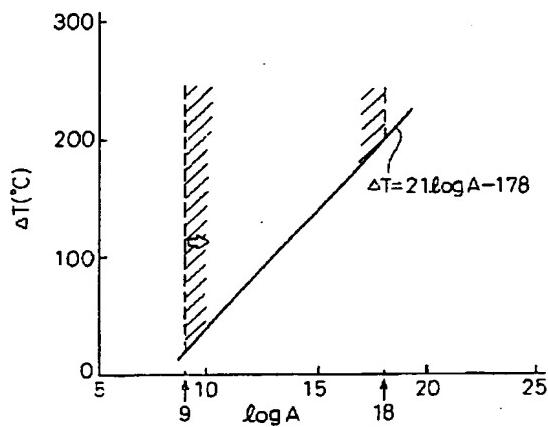
【図3】



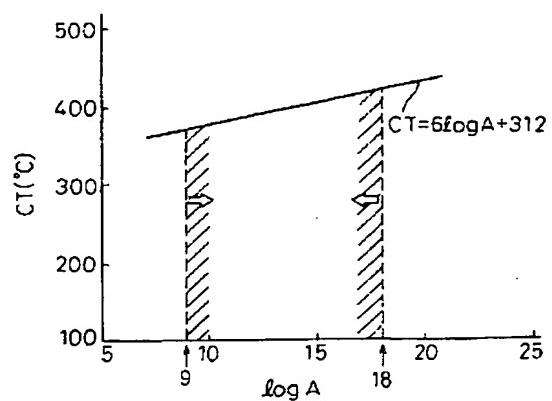
【図4】



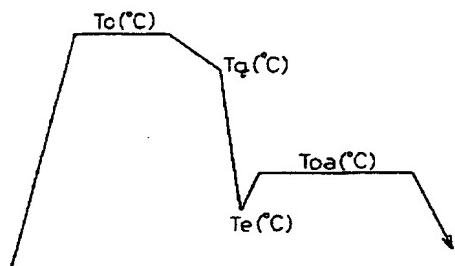
【図5】



【図6】



【図7】



【図8】

